

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日                      2 0 0 3 年 1 0 月 1 7 日  
Date of Application:

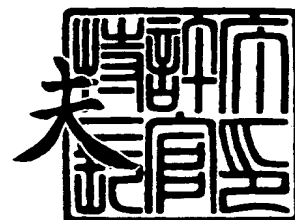
出 願 番 号                      特 願 2 0 0 3 - 3 5 7 5 6 8  
Application Number:  
[ST. 10/C] :                      [ J P 2 0 0 3 - 3 5 7 5 6 8 ]

出 願 人                      東京電力株式会社  
Applicant(s):

2 0 0 3 年 1 1 月    5 日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今 井 康 夫



【書類名】 特許願  
【整理番号】 A000304458  
【提出日】 平成15年10月17日  
【あて先】 特許庁長官 殿  
【国際特許分類】 C21D 9/50 101  
【発明者】  
    【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町 1 丁目 1 番 3 号 東京電力株式会社内  
    【氏名】 手塚 英志  
【特許出願人】  
    【識別番号】 000003687  
    【氏名又は名称】 東京電力株式会社  
【代理人】  
    【識別番号】 100058479  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 鈴江 武彦  
    【電話番号】 03-3502-3181  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100091351  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 河野 哲  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100088683  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 中村 誠  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100084618  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 村松 貞男  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100092196  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 橋本 良郎  
【先の出願に基づく優先権主張】  
    【出願番号】 特願2002-322969  
    【出願日】 平成14年11月 6日  
【手数料の表示】  
    【予納台帳番号】 011567  
    【納付金額】 21,000円  
【提出物件の目録】  
    【物件名】 特許請求の範囲 1  
    【物件名】 明細書 1  
    【物件名】 図面 1  
    【物件名】 要約書 1  
    【包括委任状番号】 9107301

**【書類名】特許請求の範囲****【請求項 1】**

質量%で、C：0.15%以下、Si：0.5%以下、Mn：0.3～0.8%、Cr：1.9～2.6%、Mo：0.87～1.20%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法。

**【請求項 2】**

前記母材が、質量%で、Mn：0.3～0.6%、Mo：0.87～1.13%を含有することを特徴とする請求項1記載の製造方法。

**【請求項 3】**

前記母材の焼ならしを少なくとも2回以上行うことを特徴とする請求項2記載の製造方法。

**【請求項 4】**

質量%で、C：0.04～0.10%、Si：0.5%以下、Mn：0.1～0.6%、Cr：1.9～2.6%、Mo：0.05～0.3%、V：0.20～0.30%、Nb：0.02～0.08%、W：1.45～1.75%、B：0.0005～0.006%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法。

**【請求項 5】**

質量%で、C：0.2%以下、Si：1.0%以下、Mn：0.3～0.9%、Cr：0.3～1.5%、Mo：0.4～0.7%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法。

**【請求項 6】**

前記母材が、質量%で、Mn：0.3～0.6%、Cr：0.5～1.5%、Mo：0.40～0.65%を含有することを特徴とする請求項5記載の製造方法。

**【請求項 7】**

前記母材が、質量%で、V：0.22～0.50%をさらに含有することを特徴とする請求項5記載の製造方法。

**【請求項 8】**

前記母材は、焼鈍されるか、または、焼ならし焼戻しされたものであることを特徴とする請求項1ないし7のうちのいずれか1項記載の製造方法。

**【請求項 9】**

前記母材に前記焼ならしを施した後、焼ならし温度域で前記熱間加工を行うことを特徴とする請求項1ないし8のうちのいずれか1項記載の製造方法。

**【請求項 10】**

質量%で、C：0.15%以下、Si：0.5%以下、Mn：0.3～0.8%、Cr：1.9～2.6%、Mo：0.87～1.20%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行うことにより製造される耐熱低合金鋼溶接部材において、

前記母材が前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、1回または複数回焼ならしを施されることを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材。

**【請求項 11】**

前記母材が、質量%で、Mn：0.3～0.6%、Mo：0.87～1.13%を含有

することを特徴とする請求項 1 0 記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 2】

前記母材が、前記焼ならしを少なくとも 2 回以上施されることを特徴とする請求項 1 1 記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 3】

質量%で、C : 0 . 0 4 ~ 0 . 1 0 %、S i : 0 . 5 %以下、M n : 0 . 1 ~ 0 . 6 %、C r : 1 . 9 ~ 2 . 6 %、M o : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 %、V : 0 . 2 0 ~ 0 . 3 0 %、N b : 0 . 0 2 ~ 0 . 0 8 %、W : 1 . 4 5 ~ 1 . 7 5 %、B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 6 %を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行うことにより製造される耐熱低合金鋼溶接部材において、

前記母材が前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、1 回または複数回焼ならしを施されることを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 4】

質量%で、C : 0 . 2 %以下、S i : 1 . 0 %以下、M n : 0 . 3 ~ 0 . 9 %、C r : 0 . 3 ~ 1 . 5 %、M o : 0 . 4 ~ 0 . 7 %を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行うことにより製造される耐熱低合金鋼溶接部材において、

前記母材が前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、1 回または複数回焼ならしを施されることを特徴とする長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 5】

前記母材が、質量%で、M n : 0 . 3 ~ 0 . 6 %、C r : 0 . 5 ~ 1 . 5 %、M o : 0 . 4 0 ~ 0 . 6 5 %を含有することを特徴とする請求項 1 4 記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 6】

前記母材が、質量%で、V : 0 . 2 2 ~ 0 . 5 0 %をさらに含有することを特徴とする請求項 1 4 記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 7】

前記母材は、焼鈍されるか、または、焼ならし焼戻しされたものであることを特徴とする請求項 1 0 ないし 1 6 のうちのいずれか 1 項記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 8】

前記母材には、前記焼ならしが施された後、焼ならし温度域で前記熱間加工が行われることを特徴とする請求項 1 0 ないし 1 7 のうちのいずれか 1 項記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

【請求項 1 9】

前記溶接部材は、4 5 0 ℃以上の高温高压の蒸気雰囲気下で使用される配管、容器、弁体および分岐管のいずれかの長手継手および円周継手のいずれかであることを特徴とする請求項 1 0 ないし 1 8 のうちのいずれか 1 項記載の耐熱低合金鋼溶接部材。

## 【書類名】明細書

【発明の名称】長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材及びその製造方法

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、火力発電プラントや石油化学プラントなどの高温高压環境下で使用される構造物の耐熱低合金鋼溶接部材、特に、フェライト系耐熱低合金鋼の厚肉構造物を多用する設備に用いられる耐熱鋼の溶接部材の製造方法に関する。

## 【背景技術】

## 【0002】

近時、ボイラの高温高压化及び大容量化が進み、現在では、蒸気圧が $316\text{ kg/cm}^2$ 、蒸気温度が $566^\circ\text{C}$ で、 $70\sim 100$ 万kWクラスの大容量を有する火力発電プラントが建設されている。そのようなボイラに使用される鋼管材は大別して炭素鋼、低合金鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼に代表される高合金鋼とに分けられ、使用部位の温度および圧力に応じてきめ細かい使い分けがなされている。例えば、使用温度が $450^\circ\text{C}$ 以上となる再熱器管や過熱器管では耐酸化性および高温強さに優れたMo鋼またはCr-Mo鋼が用いられる。

## 【0003】

現在、ボイラとタービンを結ぶ主蒸気管、再熱蒸気管などの大径管には、内圧が高く、温度が高いためCr-Mo系低合金鋼製の厚肉配管が採用されている。特に、高温高压蒸気が発生する火力発電プラントでは、配管にJIS G 3458 (1988)に規定されるようなフェライト系低合金耐熱鋼が用いられている。

## 【0004】

蒸気配管の接合には継手効率が高い溶接が用いられるが、蒸気配管を高温高压下で長時間連続使用すると、溶接部に種々のクリープ損傷が発生する。クリープ損傷の形態には、図1に示すように4つの種類がある。すなわち、溶接金属（デポジット）3中に生ずるタイプ1の損傷、溶接金属3から溶接熱影響部（HAZ）2までに及ぶタイプ2の損傷、HAZ2の溶接金属側より生ずるタイプ3の損傷、HAZ2の母材1側に生ずるタイプ4の損傷である。特に、HAZの細粒域に生じるタイプ4の損傷は、配管溶接部の寿命を著しく短くするため、国内外で問題視されている。タイプ4の損傷については、例えば、非特許文献1に記載されている。

【非特許文献1】F.V.Ellis, R.Viswanathan著「Review of Type IV Cracking」ASME PVP vol. 380, 1998年10月

## 【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

## 【0005】

現在、耐熱鋼管は図8の(b)に示すような手順で製造されている。すなわち、鋼材の材料受入検査を行い、この鋼材にマーキングを施し、切断を行って鋼片とする(S11)。続いて、この鋼片を熱間プレス曲げし(S12)、再度マーキング、切断した後(S13)、熱処理する(S14)。次に、機械的に開先加工を施し(S15)、開先合わせをして(S16)、これをサブマージーク溶接する(S17)。

## 【0006】

上記のような手順でフェライト系低合金鋼を加工して耐熱鋼管を製造すると、HAZにおけるクリープ損傷の発生を避けることは困難であった。特に、肉厚が $25\sim 150\text{ mm}$ の厚肉鋼管の製造では $5\sim 50$ 層のサブマージーク溶接を行うため、溶接部近傍の母材は多重の熱サイクルを受け、急熱、急冷が繰り返されるためHAZにおいて結晶粒の微細化が生じやすい。さらに例えば、耐熱鋼管が火力発電プラントの大径管を構成するために使用される場合、その内部を流れる蒸気のために温度が $538\sim 566^\circ\text{C}$ 、圧力が $169\sim 316\text{ kg/cm}^2$ という高温高压環境下に曝され、円周方向に $4\text{ kg/mm}^2$ 程度の応力が負荷される。このため、HAZ細粒域ではタイプ4のクリープ損傷が生じやすくなり、部材寿命が低下する。そして、損傷が生じた部位を補修するか、または損傷が著しいと

きには配管そのものを取り替えなければならなくなり、莫大なコストがかかる。

【0007】

本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであり、溶接熱影響部にクリープ損傷を生じにくい、長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材およびその製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明に係る長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法は、質量%で、C:0.15%以下、Si:0.5%以下、Mn:0.3~0.8%、Cr:1.9~2.6%、Mo:0.87~1.20%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする。

【0009】

本発明方法は、質量%で、Mn:0.3~0.6%、Mo:0.87~1.13%を含有する母材にも適用することができる。この場合、前記母材の焼ならしを少なくとも2回以上行うことが好ましい。

【0010】

本発明に係る長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法は、質量%で、C:0.04~0.10%、Si:0.5%以下、Mn:0.1~0.6%、Cr:1.9~2.6%、Mo:0.05~0.3%、V:0.20~0.30%、Nb:0.02~0.08%、W:1.45~1.75%、B:0.0005~0.006%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする。

【0011】

本発明に係る長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法は、質量%で、C:0.2%以下、Si:1.0%以下、Mn:0.3~0.9%、Cr:0.3~1.5%、Mo:0.4~0.7%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、

前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならすことを特徴とする。

【0012】

本発明方法は、質量%で、Mn:0.3~0.6%、Cr:0.5~1.5%、Mo:0.40~0.65%を含有する母材にも適用することができる。

【0013】

本発明方法は、質量%で、V:0.22~0.50%をさらに含有する母材にも適用することができる。

【0014】

本発明方法は、焼鈍されるか、または、焼ならし焼戻しされた母材にも適用することができる。

【0015】

本発明方法は、前記母材に前記焼ならしを施した後、焼ならし温度域で前記熱間加工を行うことが好ましい。

【0016】

本発明に係る長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材は、上記の方法により製造することができる。

【0017】

本発明の溶接部材は、450℃以上の高温高压の蒸気雰囲気下で使用される配管、容器

、弁体および分岐管のいずれかの長手継手および円周継手のいずれかにも適用することができる。

【0018】

さらには、前記母材の形態として、板、管、鍛造品、鋳造品を対象とすることができる。

【0019】

本発明者らは、タイプ4のクリープ損傷について鋭意研究した結果、以下のような知見を得た。本発明はこれらの知見に基づいてなされたものである。

【0020】

タイプ4のクリープ損傷の発生機構を模式的に図2に示した。また、タイプ4の損傷を生じた部位から採取したサンプルを透過型電子顕微鏡（TEM）または走査型電子顕微鏡（SEM）により観察した結果を図3～図7の写真に示した。

【0021】

（I）被溶接材の旧オーステナイト（ $\gamma$ ）粒界11には、図2の（a）に示すように粗大炭化物12が残留する。溶接時の熱サイクルにより、フェライト粒13の微細化が促進されるとともに粗大炭化物12が分解してベイナイト14中に固溶し、図2の（b）に示すように析出炭化物密度が極端に高い細粒ベイナイト14が旧オーステナイト粒界11に並ぶようになる。特に、厚肉鋼管の接合には大入熱量のサブマージアーク溶接が用いられ、5～50回繰り返される多重の熱サイクルを受けるため、溶接部近傍のフェライト組織13は急熱・急冷により微細化され、粒界に沿って高炭化物細粒ベイナイト14が生成される。

【0022】

（II）次に、図2の（b）の細粒ベイナイト14の拡大模式図を図2の（c）に示す。溶接後の熱処理および使用中の高温、高圧により、図2の（d）に示すように細粒ベイナイト14の結晶粒界15および結晶粒内14aに粗大炭化物16が再析出し、板状に凝集域が生ずる。図3～5に図2の（d）に相当するTEM写真を示す。図3は倍率約500倍、図4は倍率約3000倍、図5は倍率約10000倍に拡大して示すTEM写真である。特に、図4及び図5からは粗大炭化物16の板状の凝集域とその周りに存在する未凝集の球状炭化物16sとが観察される。

【0023】

（III）さらに、溶接部材を高温、高圧下で長時間使用すると、図2の（e）に示すように細粒ベイナイト14の結晶粒界15に再析出した粗大炭化物16と基材14aとの界面でクリープ損傷が著しく進行し、クリープボイド17が集中的に発生する。このクリープボイド17が連結成長することにより、図2の（f）及び（g）に示すように粒界剥離18を生ずる。図6に図2の（e）、（f）、（g）に相当するSEM写真を示す。図6から、粒界に暗黒部（クリープボイド17）が生じ、さらにこのクリープボイドが連結し粒界剥離18となっている様子が観察される。

【0024】

（IV）さらに、剥離した界面18は次々と連結成長し、図2の（h）に示すように旧オーステナイト（ $\gamma$ ）粒界11に沿ったき裂19に発展する。図7に図2の（h）に相当するSEM写真を示す。図7から、溶接部材にき裂19が生じている様子が観察される。

【0025】

上記（I）～（IV）のような機構でHAZの母材側でタイプ4の割れが生ずる。

【0026】

以上のような知見が得られたことから本発明では、タイプ4の損傷の原因である被溶接材（母材）の旧オーステナイト（ $\gamma$ ）粒界に残留する粗大炭化物を低減することにより、耐熱鋼溶接部のクリープ寿命を大幅に改善する。すなわち、母材に溶接を施す前に、1回または複数回焼ならしを行うことにより粗大炭化物を低減する。

【発明の効果】

【0027】

本発明にしたがえば、フェライト系耐熱鋼の厚肉配管を多用する設備で広範に使用することが可能であって、サブマージアーク溶接を用いても溶接熱影響部にクリープ損傷を生じにくい、長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0028】

本発明の製造方法の一実施形態を図8を参照してより詳細に説明するが、本発明はこれらに限られるものではない。

【0029】

図8の(a)に示すように、鋼材21の材料受入検査を行う(S1)。この鋼材21は、例えばJIS G 3458に規定されているように、1回焼ならし焼戻し処理された材料(NT材)か、または1回焼鈍処理された材料(アニール材)である。この鋼材21にマーキングを行って切断し、鋼片22を得る。鋼片22を所定温度で焼ならした後(S2)、引き続き、凹型と凸型を用いて900~1000℃の温度範囲で熱間プレス曲げを行って曲げ鋼片22aとする(S3)。焼ならし後、引き続き熱間プレス曲げを行わない場合は、900~1000℃の温度範囲に加熱した後に、熱間プレス曲げを行う。

【0030】

次に、曲げ鋼片22aに再びマーキングした後、切断し(S4)、炉25において所定温度範囲で熱処理を行う(S5)。熱処理後、複数の曲げ鋼片を刃受け26に載せて切削刃27により機械的に開先加工を施す(S6)。その後、曲げ鋼片22a同士を開先合せし(S7)、初層から1~2層を手溶接とし、以降は全自動サブマージアーク溶接を5~50パス行い、長手継手を有する直線継目型鋼管とする(S8)。

【0031】

従来、耐熱鋼の溶接を行う際は、図8の(b)に示すように、鋼材21を受入検査した後(S11)、すぐに900~950℃の温度範囲に加熱して熱間プレス曲げ(S12)を行っていた。ところが、これでは旧オーステナイト粒界に粗大炭化物が残留してしまい、タイプ4の損傷が生じる。そこで、本発明では、図8の(a)に示すように、材料受入検査(S1)後、鋼に焼ならし(S2)を施してから、熱間加工(S3)を行うこととする。これにより、旧オーステナイト粒界に残留する粗大炭化物をマトリックス中に固溶・拡散させ、クリープボイドの発生を防止し、タイプ4の損傷が生じるのを防ぐ。

【0032】

以下、本発明における種々の限定理由についてそれぞれ説明する。尚、本明細書中において「高温」とは、特に限定しない限り主として450~650℃の温度範囲を示すものとする。

【0033】

(成分組成)

以下特に規定しない限り「%」は質量%を示すものとする。

【0034】

(1) C: 0.2%以下

Cは、鋼の強度上昇に寄与するが、0.2%を超えてCを添加するとSの有害な作用を助長し粒界割れを生じやすくなるとともに、靱性または溶接性を劣化させる恐れもある。このため、C含有量は0.2%以下とし、好ましくは0.15%以下、より好ましくは0.10%以下とする。尚、高温強度を確保するためには少なくとも0.04%のC量が必要となるので、C含有量は0.04%以上とすることが好ましい。

【0035】

(2) Si: 1.0%以下

Siは、低合金鋼の強度上昇に寄与し、脱酸効果を有するが、1.0%を超えてSiを添加するとHAZ靱性及び溶接性を劣化させる。このため、Si含有量は1.0%以下とし、好ましくは0.5%以下とする。尚、Si量が少なすぎると鋼中の酸化物系介在物が増加して強度特性が悪化する恐れがあるため、Si含有量は0.15%以上とすることが好ましい。



## 【0036】

(3) Mn: 0.3~0.9%または0.1~0.6%

Mnは、粒界割れ防止に有効な元素であり、鋼材の強度、靱性を向上し、さらにFeSの生成を抑制する。また、MnがSと結合して生ずるMnSは熔融温度が高く、Sの存在による粒界の弱化を防止する。このため、Mn含有量を0.3%以上とする。一方、0.9%を超えてMnを添加すると焼入れ性の増加を引き起こし、溶接時に硬化層が生成して溶接割れ感受性指数 $P_{CM}$ が高くなる。このため、Mn含有量は0.3~0.9%とし、好ましくは0.3~0.8%、より好ましくは0.3~0.6%とする。

## 【0037】

また、鋼材強度の向上に有効なWおよびBを共に添加する場合には、Mn含有量を0.1~0.6%の範囲にまで少なくすることができる。

## 【0038】

(4) Cr: 0.3~1.5%または1.9~2.6%

Crは、耐酸化性の向上に有効な元素であるが、Cr含有量が0.3%未満ではその効果が小さい。一方、2.6%を超えてCrを添加すると溶接性やHAZ靱性を劣化させる。

## 【0039】

特に、Mo含有量を0.87~1.20%とした場合にはCr含有量を1.9%以上とすると、高温で長時間使用される配管の黒鉛化がきわめて起こりにくくなる。Mo含有量を0.4~0.7%とした場合には、Cr含有量を0.3~1.5%、より好ましくは0.5~1.5%とすれば上記効果を十分に得ることができる。

## 【0040】

(5) Mo: 0.05~0.3%、0.4~0.7%または0.87~1.20%

Moは、焼入性を高めるとともに焼戻し軟化抵抗を高め、高温強度上昇に有効であり、クリープ強さの増加に最も効果のある元素であるが、Mo含有量が0.4%未満ではその効果が十分に発揮されない。一方、1.20%を超えてMoを添加すると溶接性を劣化させるとともに炭化物の析出により降伏比が上昇する。

## 【0041】

特に、Cr含有量を1.9~2.6%とした場合には、Mo含有量を0.87%以上とするとクリープ特性をさらに向上することができ、より高温での使用が可能となる。このことから、前述したようにCr含有量を0.3~1.5%とした場合には、Mo含有量を0.4~0.7%、より好ましくは0.40~0.65%とし、Cr含有量を1.9~2.6%とした場合には、Mo含有量を0.87~1.20%とし、より好ましくは0.87~1.13%とする。

## 【0042】

また、WおよびBを共に適量添加することにより、Mo添加と同等の効果をを得ることができる。このため、WおよびBを共に添加する場合には、Mo含有量を0.05~0.3%とすることができる。

## 【0043】

(6) V: 0.22~0.50% (0.20~0.30%)

Vは、少量の添加により焼入性を向上させ、焼戻し軟化抵抗を高める。さらに、Cr-Mo鋼にVを0.22%添加すると高温強さが増し、クリープ強さが増加する。しかし、V含有量が0.22%未満ではその効果が十分に発揮されない。一方、0.50%を超えてVを添加すると溶接性を劣化させる。このため、Vを添加する場合、その含有量は0.22~0.50%とすることが好ましい。厚肉鋼管を製造する場合など、特に優れた溶接性が要求されるときには、V含有量を0.22~0.32%とすることがより好ましい。

## 【0044】

なお、W、BおよびNb添加鋼では、V含有量を0.20~0.30%とする。

## 【0045】

(7) Nb: 0.02~0.08%

Nbは、結晶粒を微細化し、粗大化温度を高める効果を有するため、適量添加により強度が増すとともに延性、靱性が向上する。しかし、Nb含有量が0.02%未満ではその効果が十分に発揮されない。一方、0.08%を超えてNbを添加すると、 $\delta$ -フェライトが生成するほか、粗大炭化物が生成して延性、靱性が悪くなる。さらに、炭化物の凝集が速くなり、クリープ破断強度の低下を招く恐れもある。このため、Nbを添加する場合、その含有量は0.02~0.08%とする。

【0046】

(8) W: 1.45~1.75%

Wは、Moの代替元素として適量添加することにより高温クリープ強度を向上させる。しかし、W含有量が1.45%未満ではその効果が十分に発揮されない。また、Wは高価な金属であるため、経済性の面からWを添加する際には、その含有量を1.75%以下とする。これらのことから、Mo含有量を0.05~0.3%とした場合には、Wを1.45~1.75%添加することが好ましい。

【0047】

(9) B: 0.0005~0.006%

Bは、Wと共に少量添加することにより結晶粒界を強化し、高温強度を高める効果を有する。しかし、B含有量が0.0005%未満ではその効果が十分に発揮されない。一方、0.006%を超えてBを添加すると、クリープ破断強度が低下するだけでなく、クリープ破断延性が低くなり、切り欠き脆化を招く恐れもある。このため、W含有量を1.45~1.75%とした場合には、Bを0.0005~0.006%添加することが好ましく、0.0005~0.003%添加することがより好ましい。

【0048】

(10) Ni: 0.30%以下

Niは、焼入性を向上させるため、特に厚肉鋼管を製造する場合などにはNiの少量添加により優れた効果が得られる。しかしながら、0.30%を超えてNiを添加すると、焼入れ性が過剰になるだけでなく、フェライトの安定性を損なう恐れもある。このため、Niを含む場合、その含有量を0.30%以下とすることが好ましい。

【0049】

(11) Cu: 0.30%以下

Cuは、耐食性を提供する効果を有する。しかし、0.30%を超えてCuを添加すると、赤熱脆性や溶接によるCu割れの原因となる恐れがある。このため、Cuを含む場合には、その含有量を0.30%以下とすることが好ましい。

【0050】

(12) Sn: 0.030%以下

Snは、微量添加により疲労限や耐食性の向上に寄与する。しかし、0.030%を超えてSnを添加すると、クリープ特性や熱間加工性、あるいは靱性などが劣化する恐れがある。このため、Sn含有量は極力低減することが好ましく、0.030%以下とすることがより好ましい。

【0051】

(13) sol. Al: 0.030%以下

酸可溶性アルミニウム(sol. Al)は、有効な脱酸剤として作用する。しかし、0.030%を超えてsol. Alを添加すると靱性が低下するため、sol. Alを含む場合には、その含有量を0.030%以下とすることが好ましく、0.025%以下とすることがより好ましい。sol. Al含有量を0.020%以下に抑えることにより、さらなる靱性の向上を図ることができる。

【0052】

(14) 不可避不純物

P: 0.035%以下

Pは鋼中に不純物として含有されるが、偏析を強め、また焼戻し脆性を著しく促進させるため、その含有量を0.035%以下に抑えることが好ましく、0.030%以下とす

ることがより好ましい。

【0053】

S: 0.035%以下

Sは鋼中に不純物として含有されるが、FeSは脆く、粒界に晶出して鋼材を脆化させるため、その含有量を0.035%以下に抑えることが好ましく、0.030%以下とすることがより好ましく、0.010%以下とすることがさらに好ましい。

【0054】

次に、本発明の母材として使用される規格鋼種を列挙する。

【0055】

板の該当鋼種を以下に列挙する（参考文献1；JOHN E. BRINGAS, Editor「HANDBOOK OF COMPARATIVE WORLD STEEL STANDARDS SECOND EDITION」2002, ASTM Stock Number: DS67A, ASTM INTERNATIONAL, Chapter4 Pressure Vessel Steel Platesより）。

【0056】

ASTM A 387/A 387M Gr. 2, Cl. 1 K12143; JIS G 4109 SCMV 1 Div. 1およびSCMV 1 Div. 2; ASTM A 387/A 387M Gr. 2, Cl. 2 K12143  
 ASTM A 387/A 387M Gr. 12, Cl. 1 K11757; JIS G 4109 SCMV 2 Div 1; ASTM A 387/A 387M Gr. 12, Cl. 2 K11757; JIS G 4109 SCMV 2 Div 2; EN 10028-2 13CrMo4-5 1.7335; ISO 9328-2 14CrMo4 5  
 JIS G 4109 SCMV 3 Div 1; ASTM A 387/A 387M Gr. 11, Cl. 1 K11789およびGr. 11, Cl. 2 K11789; JIS G 4109 SCMV 3 Div 2  
 JIS G 4109 SCMV 4 Div 1; ASTM A 387/A 387M 22, Cl. 1および22L, Cl. 1 K21590; EN 10028-2 10CrMo9-10 1.7380; ISO 9328-2 13CrMo9 10 T1; ASTM A 387/A 387M 22, Cl. 2 K21590; JIS G 4109 SCMV 4 Div 2; EN 10028-2 11CrMo9-10 1.7383; ISO 9328-2 13CrMo9 10 T2  
 JIS G 4109 SCMV 5 Div 1; ASTM A 387/A 387M Gr. 21, Cl. 1、Gr. 21L, Cl. 1およびGr. 21, Cl. 2 K31545; JIS G 4109 SCMV 5 Div 2  
 JIS G 4109 SCMV 6 Div 1; ASTM A 387/A 387M Gr. 5, Cl. 1およびGr. 5, Cl. 2 K41545 S50100およびS50200; JIS G 4109 SCMV 6 Div 2  
 また、鋼板については、J S M E規格の火SCMV 4 J 1も該当する（参考文献2；日本電気技術規格委員会編「発電用火力設備規格（1999年版および2002年追補版）」日本機械学会発行，J E S C T 0005（2002），＜表II-1-1備考＞5より）。

【0057】

さらに、鋼板については、JIS G 4110 SCMQ 4 E、SCMQ 4 VおよびSCMQ 5 Vも該当する。

【0058】

管の該当鋼種を以下に列挙する（参考文献1のChapter5 Steel Tubes and Pipesより）。

【0059】

AFNOR NF A 49-215 TU 15 D 3; AFNOR NF A 49-245 TS 15 D 3  
 ASTM A 213/A 213M T2 K11547; ASTM A 250/

A 250M T2 K11547; JIS G 3462 STBA20; AFNOR  
NF A 49-215 TU 15 CD 2-05; AFNOR NF A 49  
-245 TS 15 CD 2 05; ISO 2604-II TS 33  
ASTM A 213/A 213M T12 K11562; ASTM A 250  
/A 250M T12 K11562; JIS G 3462 STBA22; JIS  
G 3467 STFA22; AFNOR NF A 49-245 TS 15 C  
D 4 05; BSI BS 3059-2 620-460; BSI BS 3606  
620; DIN 28180 13CrMo44 1.7335; ISO 2604-  
II TS 32; ISO 2604-III TW 32  
ASTM A 213/A 213M T11 K11597; ASTM A 250  
/A 250M T11 K11597; JIS G 3462 STBA23; JIS  
G 3467 STFA23; BSI BS 3606 621; AFNOR NF  
A 49-215 TU 10 CD 5-05  
ASTM A 213/A 213M T22 K21590; ASTM A 213  
/A 213M T23; ASTM A 250/A 250M T22 K21590  
; JIS G 3462 STBA24; JIS G 3467 STFA24; BSI  
BS 3059-2 622-490; BSI BS 3606 622; AFNOR  
NF A 49-215 TU 10 CD 9-10; ISO 2604-II TS  
34  
ASTM A 213/A 213M T5 K41545およびT5b K5154  
5; JIS G 3462 STBA25; JIS G 3467 STFA25; BS  
I BS 3606 625; AFNOR NF A 49-215 TU Z 10  
CD 5 05; ISO 2604-II TS 37  
AFNOR NF A 49-213 TU 15 D 3; AFNOR NF A  
49-220 TU 15 D 3; AFNOR NF A 49-253 TS 15  
D 3  
ASTM A 335/A 335M P2 K11547; JIS G 3458  
STPA20; AFNOR NF A 49-213 TU 15 CD 2-05; A  
FNOR NF A 49-220 TU 15 CD 2-05; AFNOR NF  
A 49-243 TS 15 CD 2-05; AFNOR NF A 49-253  
TS 15 CD 2-05  
BSI BS 3604-1 AMD 2 660 (0.5Cr-0.5Mo-0.2  
5V); DIN 17175 14MoV63 1.7715  
ASTM A 335/A 335M P12 K11562; JIS G 3458  
STPA22; BSI BS 3604-1 AMD 2 620-440 (1Cr-  
0.5Mo); BSI BS 3604-2 620; DIN 17175 13CrM  
o44 1.7335; AFNOR NF A 49-213 TU 13 CD 4-  
04; AFNOR NF A 49-219 TU 13 CD 4-04およびTU  
10 CD 5-05; AFNOR NF A 49-220 TU 10 CD 5-  
05; AFNOR NF A 49-243 TS 15 CD 4-05  
ASTM A 335/A 335M P11 K11597; JIS G 3458  
STPA23; BSI BS 3604-1 AMD 2 621 (1.25Cr-0  
.5Mo); BSI BS 3604-2 621; AFNOR NF A 49-21  
3 TU 10 CD 5-05; AFNOR NF A 49-220 TU 13  
CD 4-04 (1)  
ASTM A 335/A 335M P22 K21590; JIS G 3458  
STPA24; BSI BS 3604-1 AMD 2 622 (2.25Cr-1  
Mo); BSI BS 3604-2 622; DIN 17175 10CrMo9  
10 1.7380; AFNOR NF A 49-213 TU 10 CD 9-1  
0; AFNOR NF A 49-219 TU 10 CD 9-10; AFNOR

NF A 49-220 TU 10 CD 9-10; AFNOR NF A 49-253 TS 10 CD 9-10

ASTM A 335/A 335M P5 K41545; JIS G 3458 STPA25; BSI BS 3604-1 AMD 2 625 (5Cr-0.5Mo); AFNOR NF A 49-213 TU Z 12 CD 05-05; AFNOR NF A 49-219 TU Z 12 CD 05-05; AFNOR NF A 49-253 TS Z 10 CD 5-05

また、鋼管については、以下に列举するものも該当する（参考文献2の<表II-1-1備考>8および14より）。

#### 【0060】

JISME規格の火STBA21; JISME規格の火STBA24 E-G; JISME規格の火STBA24J1

JISME規格の火STPA21; JISME規格の火STPA24J1

さらに、鋼管については、JIS G 5202 SCPH 21-CFおよびSCPH 32-CFも該当する。

#### 【0061】

鍛造品の該当鋼種を以下に列举する（参考文献1のChapter6 Steel Forgingsより）。

#### 【0062】

ISO 9327-2 16Mo3

JIS G 3203 SFVA F 2; ASTM A 182/A 182M F 2 K12122

EN 10222-2 13CrMo4-5 1.7335; ISO 9327-2 14CrMo4-5; JIS G 3203 SFVA F 12; ASTM A 182/A 182M F 12, C1 2 K11564; ASTM A 336/A 336M F12 K11564

JIS G 3203 SFVA F 11 A; ASTM A 182/A 182M F 11, C1 2 K11572; ASTM A 336/A 336M F11, C12およびF11, C13 K11572; JIS G 3203 SFVA F 11 B

JIS G 3203 SFVA F 22 A; ASTM A 182/A 182M F 22, C1 1 K21590; ASTM A 336/A 336M F22, C1 1 K21590; EN 10222-2 11CrMo9-10 1.7383; ISO 9327-2 13CrMo9-10; ASTM A 182/A 182M F 22, C1 3 K21590; ASTM A 336/A 336M F22, C13 K21590; JIS G 3203 SFVA F 22 B

JIS G 3206 SFVCM F22B; ASTM A 508/A 508M 22, C1 3 K21590; ASTM A 541/A 541M 22, C1 3 K21390

JIS G 3206 SFVCM F22V; ASTM A 336/A 336M F22V; ASTM A 541/A 541M 22V; ASTM A 182/A 182M F 22V K31835

JIS G 3203 SFVA F 21 A; ASTM A 336/A 336M F21, C11 K31545; ASTM A 182/A 182M F 21 K31545; ASTM A 336/A 336M F21, C13 K31545; JIS G 3203 SFVA F 21 B

JIS G 3206 SFVCM F3V; ASTM A 182/A 182M F 3V K31830; ASTM A 336/A 336M F3V; ASTM A 508/A 508M 3V K31830; ASTM A 541/A 541M 3V K31830

EN 10222-2 X16CrMo5-1 1.7366; JIS G 3203

SFVA F 5 A; ASTM A 336/A 336M F5 K41545;  
 ISO 9327-2 X12CrMo5-1  
 JIS G 3203 SFVA F 5 B; ASTM A 182/A 182M  
 F 5 K41545  
 ASTM A 336/A 336M F5A K42544; JIS G 3203  
 SFVA F 5 C  
 ASTM A 182/A 182M F 5a K42544; JIS G 320  
 3 SFVA F 5 D; EN 10222-2 X16CrMo5-1 1.736  
 6

また、鍛造鋼については、JISME規格の火SFVAF22AJ1も該当する（参考文献2の<表II-1-1備考>18より）。

#### 【0063】

铸造品の該当鋼種を以下に列举する（参考文献1のChapter7 Steel Castingsより）。

#### 【0064】

JIS G 5151 SCPH 11; ISO 4991 C28H  
 JIS G 5151 SCPH 21; ASTM A 217/A 217M WC  
 6 J12072; ISO 4991 C32H; EN 10213-2 G17CrMo  
 5-5 1.7357  
 JIS G 5151 SCPH 23; ASTM A 389/A 389M C2  
 4 J12092; ISO 4991 C35BH; EN 10213-2 G17Cr  
 MoV5-10 1.7706  
 JIS G 5151 SCPH 32; ASTM A 217/A 217M WC  
 9 J21890; ISO 4991 C34AH; ASTM A 487/A 487  
 M 8C1. ABC J22091; EN 10213-2 G17CrMo9-10  
 1.7379; ISO 4991 C34BH  
 JIS G 5151 SCPH 61; ASTM A 217/A 217M C5  
 J42045; EN 10213-2 GX15CrMo5 1.7365; ISO  
 4991 C37H

これらの鋼のうちから、JIS G 3458に規定されているSTPA20, 22, 23, 24、JISME規格火STPA24J1、ドイツ規格DIN17175 14MoV63および英国規格BS3604-1 660に規定されているCr-Mo-V系低合金鋼をピックアップし、これらの化学成分を表1に示す。

【表 1】

表 1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	solAl	その他
JIS STPA20	0.10~0.20	0.10~0.50	0.30~0.60	0.035 以下	0.035 以下	0.50~0.80	0.40~0.65	—	—	—
JIS STPA22	0.15 以下	0.50 以下	0.30~0.60	0.035 以下	0.035 以下	0.80~1.25	0.45~0.65	—	—	—
JIS STPA23	0.15 以下	0.50~1.00	0.30~0.60	0.030 以下	0.030 以下	1.00~1.50	0.45~0.65	—	—	—
JIS STPA24	0.15 以下	0.50 以下	0.30~0.60	0.030 以下	0.030 以下	1.90~2.60	0.87~1.13	—	—	—
JSME 火 STPA 24J1	0.04~0.10	0.50 以下	0.10~0.60	0.030 以下	0.010 以下	1.90~2.60	0.05~0.30	0.20~0.30	0.030 以下	Nb:0.02~0.08 N:0.030 以下 W:1.45~1.75 B:0.0005~0.006
DIN17175 14MoV63	0.10~0.18	0.10~0.35	0.40~0.70	0.035 以下	0.035 以下	0.30~0.60	0.50~0.70	0.22~0.32	—	—
BS3604-1 660	0.10~1.05	0.10~0.35	0.40~0.70	0.030 以下	0.030 以下	0.30~0.60	0.50~0.70	0.22~0.28	0.02 以下	—

【0065】

(製造条件)

上記組成を有する母材を熱間加工し、熱処理を行った後、溶接を行うことにより溶接部

材を製造する際に、溶接前に、熱間加工とは別に、1回または複数回焼ならし処理を施す。

#### 【0066】

##### (a) 焼ならし (S2)

焼ならしは、鋼中の旧オーステナイト粒界に存在する粗大炭化物を十分に低減、すなわち、マトリックス中に固溶・拡散させるのに必要な回数(1回または複数回)行う。焼ならしの回数は1回または2回とすることが好ましいが、肉厚及び材質に応じて種々に異なる。特に肉厚が大きい部材や、合金元素(Cr、Mo、V)の添加量が多い部材(例えば、STPA24、DIN17175 14MoV63、BS3604-1 660等)については、2回または3回以上行うことが好ましい。

#### 【0067】

本発明が対象とするフェライト系耐熱低合金鋼は、一般的に、母材(例えば、図8の(a)では板材21)の製造時に完全オーステナイト域まで昇温し、その後焼戻しされる、焼ならし焼戻し材(NT材)である。NT材については、母材製造時の加熱は実質的な焼ならしと見なすことができる。このため、かかる母材は、溶接前に熱間加工とは別に少なくとも1回焼ならすことで、合計で2回以上焼ならしされることになり、これにより粗大炭化物が低減される。アニール材については、母材製造時に準オーステナイト域までの加熱が行われるため、溶接前に熱間加工とは別に少なくとも1回の焼ならしを行うことで十分な効果が得られるが、2回以上焼ならしを行うことが望ましい。

#### 【0068】

焼ならしは、Ac3点またはAc1点以上の適当な焼ならし温度(例えば、Ac3+50℃)に母材を加熱し、一定時間保持の後大気中で放冷するか、またはAr'点直上の温度まで冷却し、この温度に等温変態完了まで保持した後に空冷することにより行う。焼ならしにおいて、保持温度が高すぎると、 $\gamma$ 粒の粗大化が進み過ぎる恐れがあり、一方、保持温度が低すぎると、粗大炭化物の固溶が十分に進まない恐れがある。また、焼ならし温度での保持時間が長過ぎると、 $\gamma$ 粒の粗大化が進み過ぎ、母材強度が低下する恐れがあり、一方、保持時間が短すぎると、粗大炭化物の固溶が十分に進まない恐れがある。焼ならし保持温度は、例えば、STPA24では920~930℃とすることができ、焼ならし温度での保持時間は、例えば、STPA24では0.5~1時間とすることができる。しかしながら、焼ならし処理は用いる鋼種に従って適した保持温度およびその保持時間が異なるため、各鋼種の規格に沿った焼ならし処理を施すことが好ましい。

#### 【0069】

尚、焼ならしを行う際は等温保持としても良いし、上記温度範囲内で行う加熱を上記時間範囲内保持するのであっても良い。

#### 【0070】

母材の焼ならしは、溶接前であればいかなるタイミングで行ってもよい。しかしながら、熱間加工後に焼ならし処理を施すと熱歪みにより寸法に狂いを生じる恐れがあるため、好ましくは、熱間加工の前に焼ならし処理を行う。

#### 【0071】

以下に熱間加工、熱処理、溶接の各工程について説明するが、特に限定されるものではなく、従来方法を採用することができる。

#### 【0072】

##### (b) 熱間加工 (S3)

熱間加工としては、例えば、プレス加工、ロール成形、曲げ加工等を挙げることができる。このような熱間加工における加熱温度、加圧力等は特に限定するものではないが、焼ならし処理後、引き続き、900~1000℃の温度範囲で熱間プレス曲げを行うことが好ましい。焼ならし処理後、引き続き熱間加工を行わない場合には、900~1000℃の温度範囲に加熱した後に、熱間プレス曲げを行うことが好ましい。ここで、焼ならし処理後、引き続き熱間加工を行うと再加熱する工程を省くことができるため、より効率的となり好ましい。



## 【0073】

本発明の製造方法は、溶接鋼管にも継目無鋼管にも適用することができる。本発明を溶接鋼管に適用する場合、熱間加工は、帯鋼を所望の形状に成形する工程等を含む。

## 【0074】

## (c) 熱処理 (S5)

耐熱鋼管用鋼として例えば、JISに規定されているSTPA20、22、23、24を用いた場合は、焼ならしを行い、熱間加工（プレス曲げ加工）を行った後、引き続きマーキングし、切断を行い、この後に700～750℃の温度範囲に焼戻す。

## 【0075】

また例えば、DIN17175に規定されている鋼種コード名称14MoV63材を用いた場合は、焼ならしを行い、熱間加工（プレス曲げ加工）を850～1100℃の温度範囲で行った後、引き続きマーキングし、切断を行い、この後に950～980℃の温度範囲から空冷または厚肉材の場合には液中冷却法（例えば、油焼入れ）により焼入れ、次いで、690～730℃の温度範囲に30分間保持する焼戻しを行う。

## 【0076】

## (d) 溶接 (S8)

本発明は、図8に示すような長手継目鋼管の長手継手および円周継手だけでなく、らせん継目鋼管、継目無鋼管等の円周継手をも対象とすることができる。また、本発明は鋼管を形成するために行う縦（シーム）溶接と円周溶接だけでなく、ボイラや熱交換器などの管-管板溶接、配管溶接などいずれにも適用することが可能である。

## 【0077】

本発明は、火力発電プラントや石油化学プラントなどで使用される大径管を構成するための耐熱低合金鋼管を対象とすることができる。かかる大径管が、その内部に高温高压の蒸気が流される配管として使用される場合には、一般的には、温度450～600℃の高温に、特に、火力発電プラントでは温度538～566℃で圧力169～316 kg/cm<sup>2</sup>の環境下に曝され得る。このため、このような配管には、25～150mmの肉厚を有するものが使用される。厚肉配管の継手には、開先を埋めるために5～50層、特に30～40層のサブマージーク溶接が必要となり、溶接部近傍の母材は加熱、冷却の熱サイクルを繰り返し受け、HAZの幅は2～3mm程度となる。これらのことから、厚肉配管にはタイプ4のクリープ損傷が特に生じやすいため、本発明を適用することにより、かかるクリープ損傷の原因となる鋼中の旧オーステナイト粒界に存在する粗大炭化物を十分に低減させて、板状凝集域が形成されるのを抑制することが有効である。

## 【0078】

なお、この発明は、上記実施形態そのままに限定されるものではなく、実施段階ではその要旨を逸脱しない範囲で構成要素を変形して具体化できる。また、上記実施形態に開示されている複数の構成要素の適宜な組み合わせにより種々の発明を形成できる。例えば、実施形態に示される全構成要素から幾つかの構成要素を削除してもよい。更に、異なる実施形態に亘る構成要素を適宜組み合わせてもよい。

## 【実施例】

## 【0079】

以下、図面を参照して本発明の実施例を説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

## 【0080】

## (実施例1)

供試鋼として、JISに規定されているSTPA24材に相当するASTM A387 Gr. D材（ASTM A 387/A 387M 22相当材）を用意した。この供試鋼に900～930℃で熱間曲げを施した後、マーキングし、切断した。この切断材に700～730℃で焼戻しを4時間行った後、機械的に開先加工を施し、開先を合せ、曲がりの背側および腹側にサブマージーク溶接を施すことにより、外径508mm、肉厚106mmの寸法で、90°エルボの板曲げ縦シーム鋼管を製造した。

## 【0081】

この鋼管を火力発電プラントの主蒸気管として約14.5万時間使用して時効させた。時効条件としては、最高圧力を $177.5 \text{ kgf/cm}^2$ とし、最高温度を $575^\circ\text{C}$ とし、平均温度を約 $566^\circ\text{C}$ とした。

## 【0082】

このようにして得られた実機損傷材の溶接部以外の母材部分を用いて以下の手順で高温クリープ試験に準ずる模擬的な試験を行った。以下、図8の(a)を参照して模擬試験の概要を説明する。

## 【0083】

実機損傷材を $1000^\circ\text{C}$ に0.5時間加熱し、熱間プレスにより板状にすると共に、その後空冷して新材化(refresh)を行った(実質的な焼ならし1回目)(S3)。この板状リフレッシュ材を2枚用意し、 $900^\circ\text{C}$ で2時間焼ならして空冷した後(焼ならし2回目; S2)、 $750^\circ\text{C}$ で2時間焼戻して空冷した(S5)。一対の板材を機械切削して開先を形成し(S6)、両者の開先を合せて(S7)、サブマージアーク溶接を行うことにより、肉厚98mmの供試溶接部材を製造した(S8)。

## 【0084】

このようにして得られた供試溶接部材にJIS Z 2271(1993)に規定されている方法を用いて、試験片に $400 \text{ kgf/cm}^2$ の一定荷重を掛けて時効させた。試験片は、HAZ細粒域の外表面から約2/5の深さから採取した。時効条件は温度を $680^\circ\text{C}$ とし、試験片が破断するまで試験した。試験片の破断時間は約220時間であった。これを実機使用条件に換算すると約24万時間になる。

## 【0085】

時効後の試験片について、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いてタイプ4の損傷の有無を確認した。この結果を表2に示す。

## 【0086】

## (実施例2)

時効温度を $670^\circ\text{C}$ とした以外には、実施例1と同様にして試験片が破断するまで模擬試験を行った。試験片の破断時間は約380時間であった。これを実機使用条件に換算すると約24万時間になる。この試験片について、タイプ4の損傷の有無を確認した。この結果を表2に示す。

## 【0087】

## (実施例3)

時効温度を $650^\circ\text{C}$ とした以外には、実施例1と同様にして試験片が破断するまで模擬試験を行った。試験片の破断時間は約1100時間であった。この試験片について、タイプ4の損傷の有無を確認した。この結果を表2に示す。

## 【0088】

破断後、試験片のHAZ細粒域から、抽出レプリカ法を用いて金属組織中に含まれる析出物等を元の分散状態のまま試験片から抽出し、透過型電子顕微鏡(TEM)により組織観察を行った。抽出レプリカ法は以下の手順に従った。

## 【0089】

1. 試料表面を鏡面研磨し、
2. 10%アセチルアセトン-1%テトラアンモニウムクロライド-メチルアルコール溶液でスピード法によりエッチングを施し、
3. 試料表面に膜厚20~30nmのカーボン蒸着を行い、
4. 前記2.の工程と同様にして基材を溶解し、析出物を付着させたカーボン膜を遊離させ、
5. カーボン膜をCuメッシュですくい取って観察試料とする。

## 【0090】

このようにして得られた観察試料の高密度凝集炭化物の析出状態をTEM観察した結果を表2に示す。

## 【0091】

(参考例)

時効温度を566℃とした以外には、実施例1と同様にして模擬試験を行い、試験片（破断せず）についてタイプ4の損傷の有無を確認した。この参考例では約1万時間で試験を中断した。

## 【0092】

その後、実施例3と同様にして組織観察を行った。この結果を図9および表2に示す。図9は、観察試料を倍率約500倍に拡大して示すTEM写真である。

## 【0093】

(比較例1)

実施例1と同様にして火力発電プラントの主蒸気管として実質的に実施例1と同じ条件下で約18.8万時間使用した実機損傷鋼管の腹側溶接部から試験片を採取してタイプ4の損傷の有無を確認した後、実施例3と同様にして組織観察を行った。試験片（焼ならしせず）は、HAZ細粒域の外表面から約2/3の深さから採取した。この観察結果を図3および表2に示す。

【表2】

表 2

	時効条件		評価結果	
	温度 (℃)	時間 (時間)	高密度凝集 炭化物	タイプ4損傷
実施例1	680	約 220	—	無
実施例2	670	約 380	—	無
実施例3	650	約 1100	微少	有
参考例	566	約 10000	微少	無
比較例1	—	—	多大	有

## 【0094】

表2から明らかなように、実施例1および実施例2では、破断を生ずるまで、すなわち、実機よりも厳しい温度条件で時効させたにもかかわらず、タイプ4の損傷を生じなかった。実施例1および実施例2の時効時間は実機使用条件に換算すると、それぞれ約24万時間となることから、本発明の溶接部材は、火力発電プラントの主蒸気管としての長期間の使用にも十分耐え得ることが確認できた。

## 【0095】

一方、比較例1では、タイプ4の損傷を生じた。また、TEM観察により比較例1のHAZ細粒域に高密度凝集炭化物が非常に多く発生していることが確認された。なお、球状炭化物の凝集が進行すると、高密度凝集炭化物を生じ、この高密度凝集炭化物の典型的な例が図3～図5に示す板状炭化物である。この板状炭化物がタイプ4の損傷の早期発現の原因となるものである。

## 【0096】

以上のことから、本発明の溶接部材は種々の使用条件下に曝されても、従来の溶接部材に比較して高密度凝集炭化物の析出を抑制することができ、タイプ4の損傷を低減することができることが確認された。

## 【0097】

実施例3ではタイプ4の損傷を生じたものの、試験片の破断はタイプ4の損傷が直接の原因ではなかった。実施例3ではタイプ4の損傷が有意に抑制できたために、HAZ細粒域以外の溶接金属部で破断が発生したものと推察される。これは、実施例3では、比較例1と比較して高密度凝集炭化物の析出量が格段に少なかったためである。

## 【0098】

また、本発明に従って溶接前に熱間加工とは別に、母材を1回焼ならした参考例の溶接部材は、実機使用条件とほぼ等しい温度で、実機使用条件とほぼ等しい荷重を掛けて時効させたにもかかわらず、タイプ4の損傷を生じなかった。

## 【0099】

しかしながら、図9のTEM写真において、観察試料の右下部に網状の高密度凝集炭化物がわずかに存在した。また、実施例3についても、表2に示すように球状炭化物の凝集はほとんど起こらないものの、高密度凝集炭化物が僅かに存在し、タイプ4の損傷が発生した。このことから、特に、前述した板状リフレッシュ材（STPA24材）の場合には、焼ならしをさらに1回、すなわち、新材化を兼ねた熱間プレス曲げとは別に、合計で2回焼ならしを施すことにより、高密度凝集炭化物がほとんど発生しないより良好な性状を有する溶接部材が得られるものと考えられる。

## 【0100】

一方、比較例1の溶接部材には、球状炭化物だけでなく、炭化物の板状凝集域（図3中の暗色部）が広範囲に複数存在した。また、比較例1の溶接部材の炭化物凝集域についてエネルギー分散X線分光分析を用いて析出物の同定を行ったところ、 $(Mo, Fe)_6C$ 、 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 等が検出され、MoやCrを多く含む鋼では、その含有量が少ない鋼に比べて炭化物の板状凝集が起こりやすいことを示唆していた。

## 【0101】

以上詳述したように本発明に従えば、サブマージアーク溶接により多重の熱サイクルを受けても、またさらに、高温高压で荷重を受ける条件下で使用されても、炭化物の板状凝集域が発生しにくい低合金鋼溶接部材を得ることができる。この結果、板状凝集域が原因であるタイプ4のクリープ損傷が生じ難い長寿命な低合金鋼溶接部材を実現することができる。

## 【図面の簡単な説明】

## 【0102】

【図1】溶接部におけるクリープ損傷の種類を説明する模式図。

【図2】（a）は残留粗大炭化物を説明する模式図、（b）、（c）は高炭化物細粒ベイナイトを説明する模式図、（d）は炭化物凝集域を説明する模式図、（e）はクリープポイドを説明する模式図、（f）、（g）は粒界剥離を説明する模式図、（h）はき裂の発生を説明する模式図。

【図3】溶接部材の炭化物凝集域を倍率約500倍に拡大して示すTEM写真。

【図4】図3と同じ部位の炭化物凝集域を倍率約3000倍に拡大して示すTEM写真。

【図5】図3と同じ部位の炭化物凝集域を倍率約10000倍に拡大して示すTEM写真。

【図6】溶接部材のベイナイト粒界のクリープポイドおよび剥離部を倍率約2500倍に拡大して示すSEM写真。

【図7】溶接部材のき裂発生部を倍率約500倍に拡大して示すSEM写真。

【図8】（a）は本発明の一実施形態に係る溶接部材の製造方法を説明するフローチャート、（b）は従来の溶接部材の製造方法を説明するフローチャート。

【図9】参考例の溶接部材の観察試料を倍率約500倍に拡大して示すTEM写真。

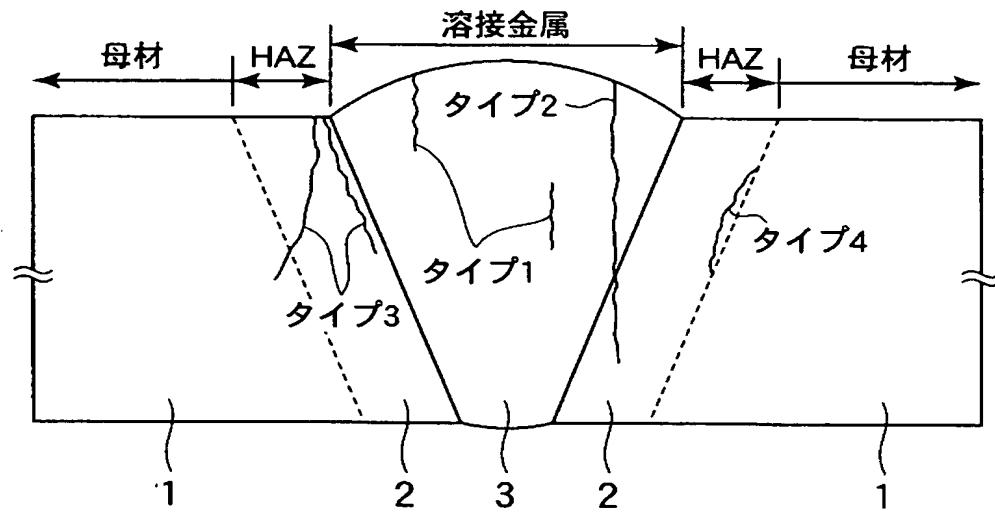
## 【符号の説明】

## 【0103】

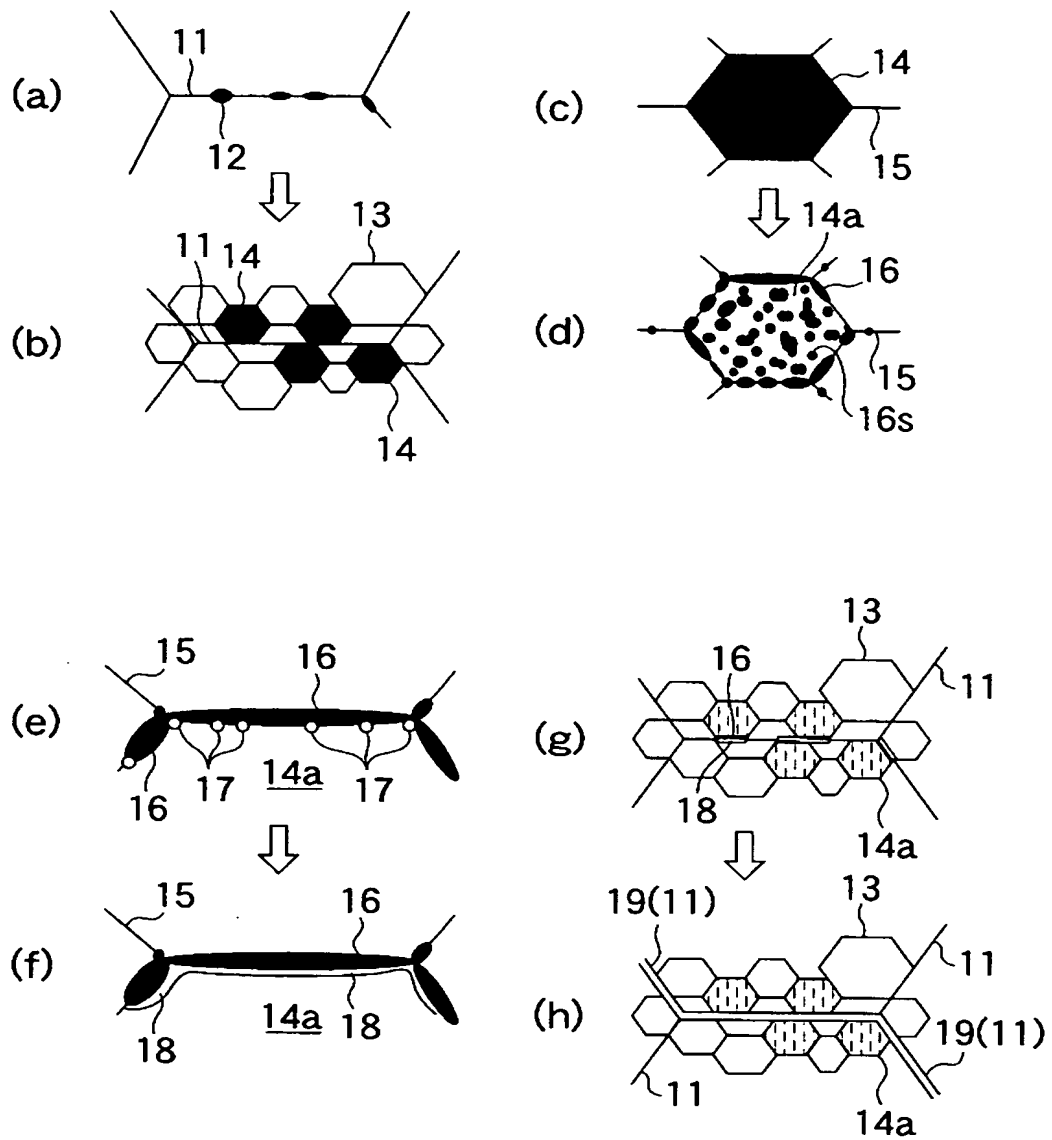
1…母材、2…溶接熱影響部（HAZ）、3…溶接金属（デポジット）、  
11…旧オーステナイト（ $\gamma$ ）粒界、12…残留粗大炭化物、13…フェライト、  
14…細粒ベイナイト、14a…ベイナイト粒内、15…ベイナイト粒界、  
16…凝集炭化物（板状炭化物）、16s…未凝集炭化物（球状炭化物）、  
17…クリープポイド、18…粒界剥離、19…き裂、  
21…鋼材、22…鋼片、22a…曲げ鋼片、23…凹型、24…凸型、

2 5 … 炉、2 6 … 刃受け、2 7 … 切削刃、2 8 … 裏当金。

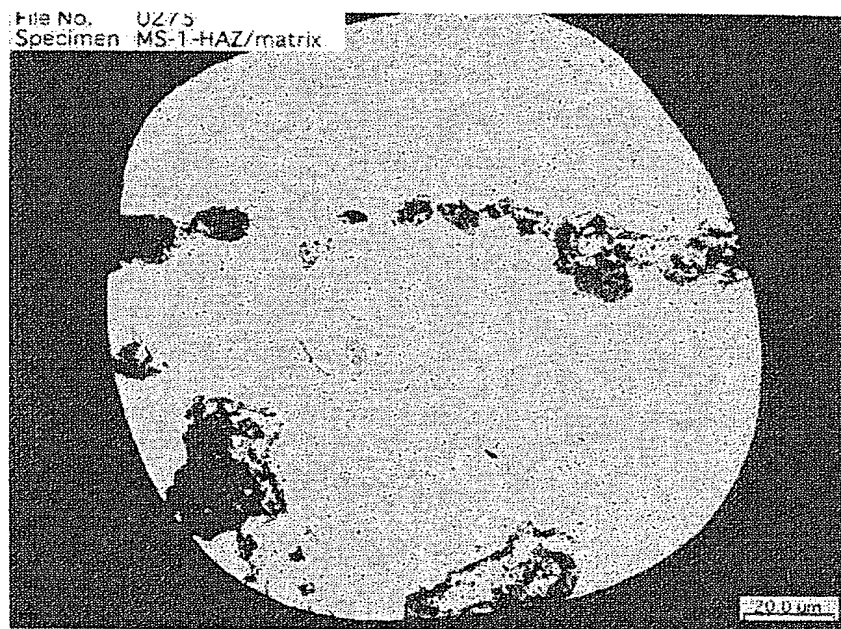
【書類名】 図面  
【図 1】



【図 2】

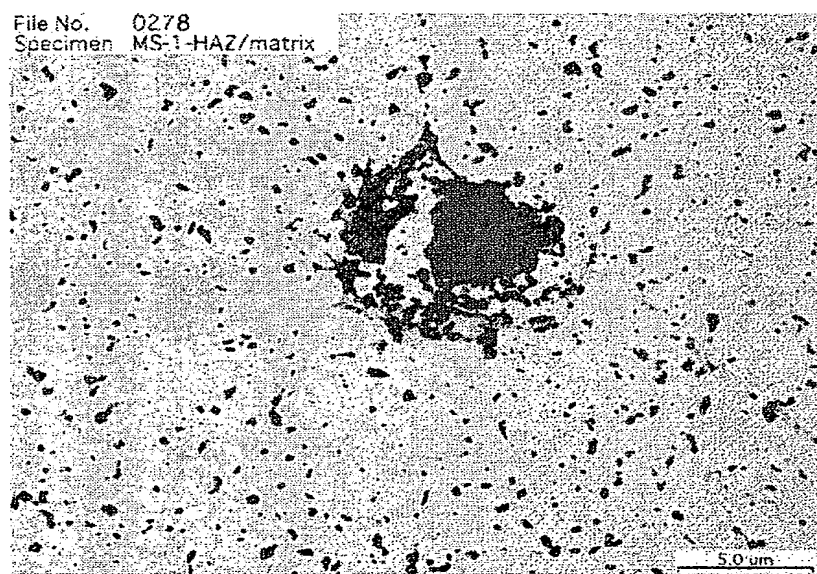


【図 3】

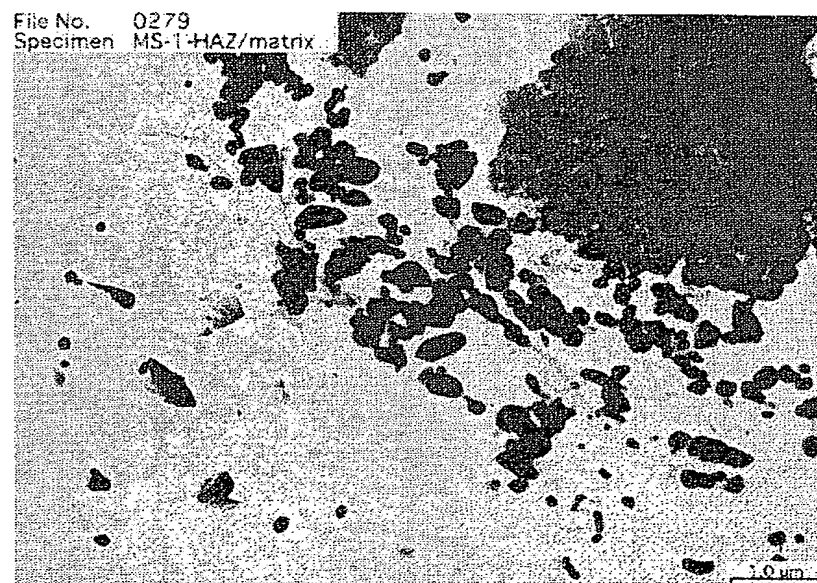




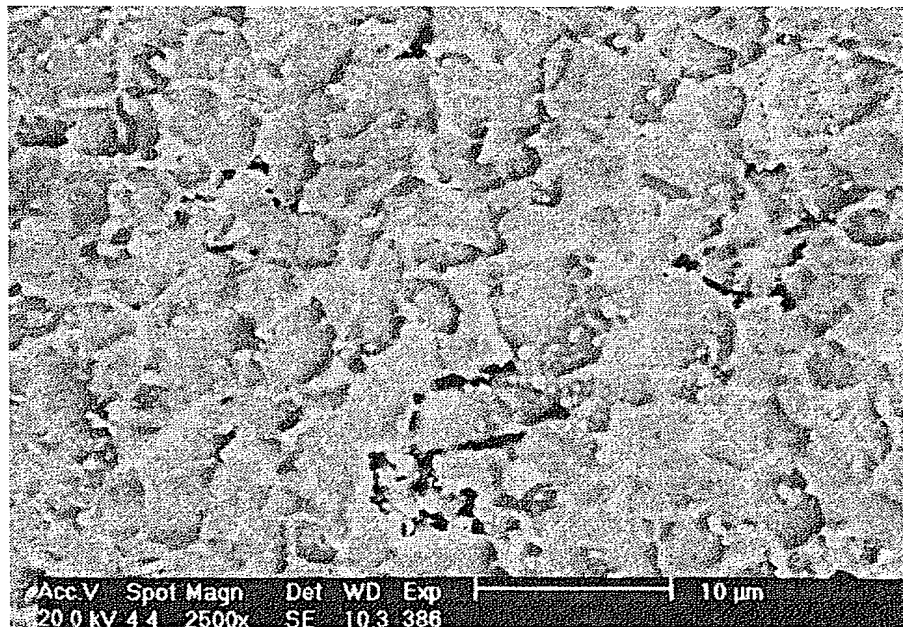
【図 4】



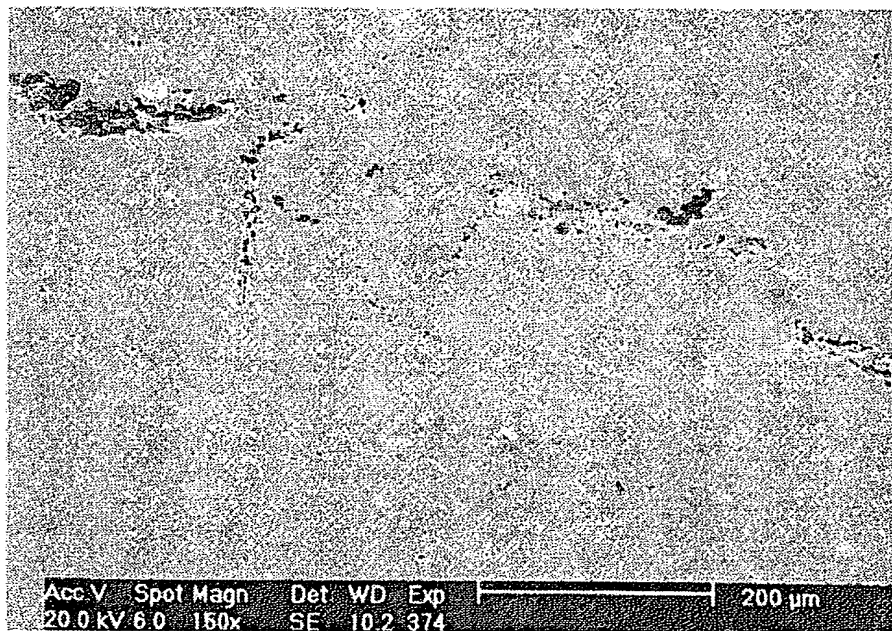
【図 5】



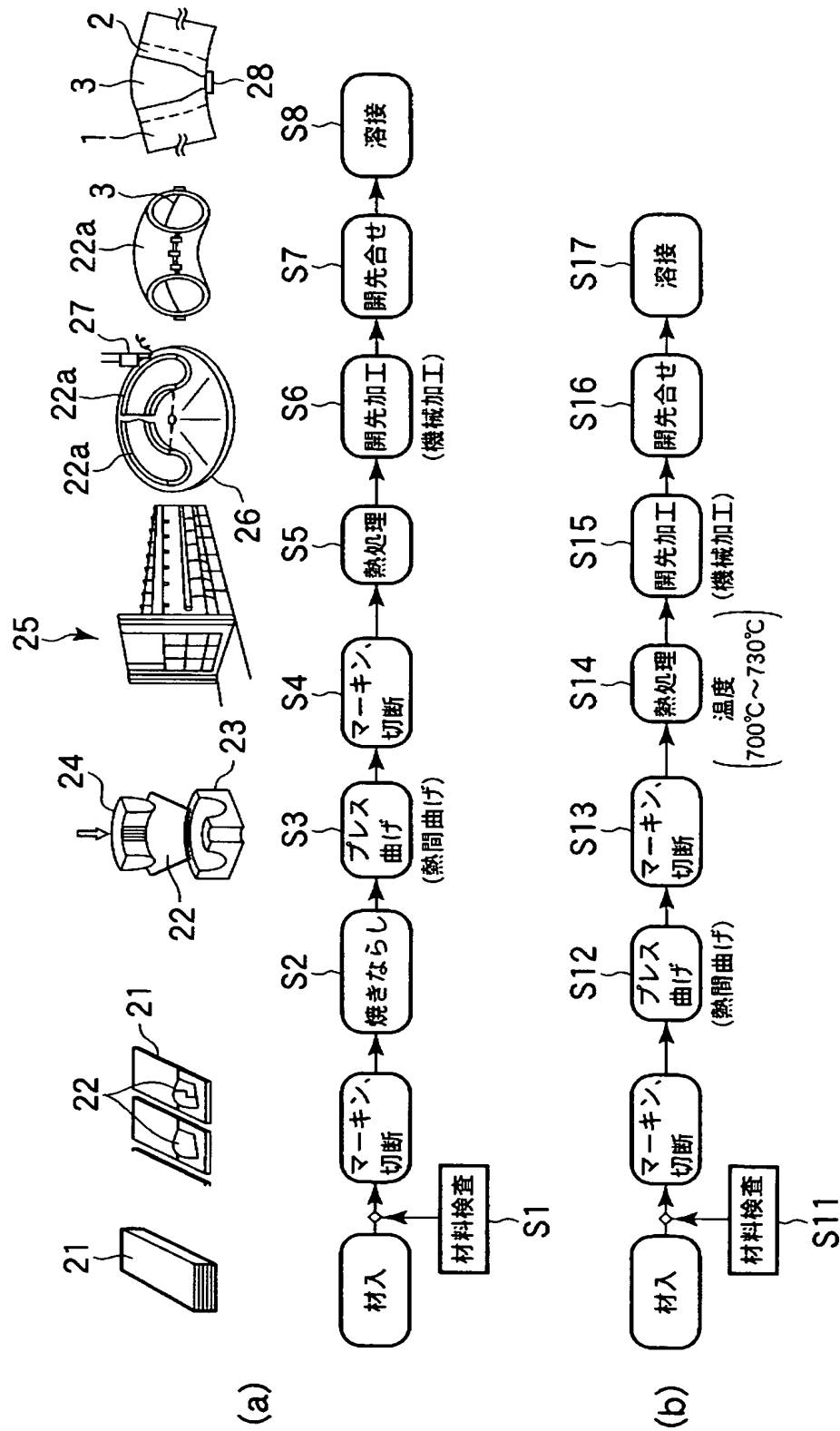
【図 6】



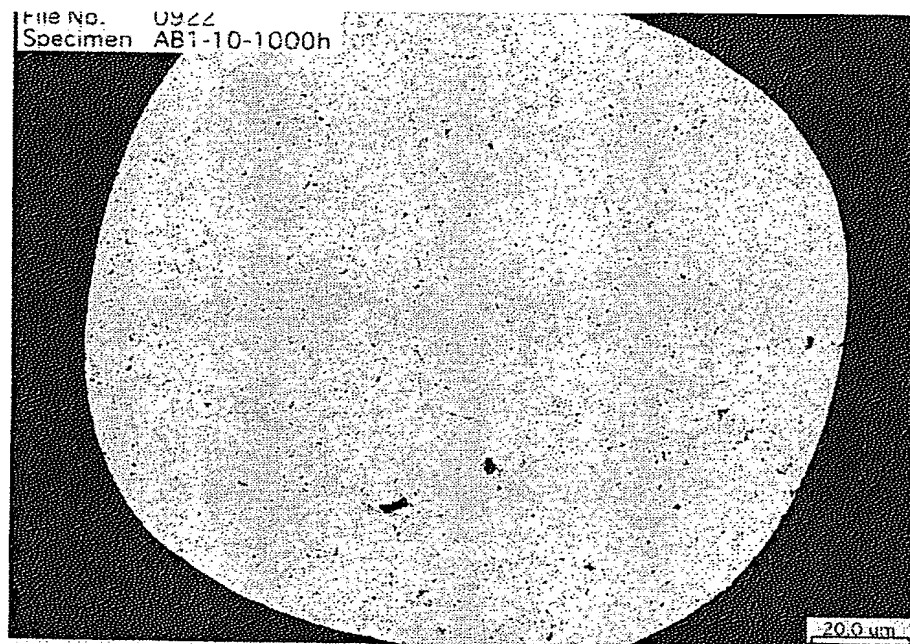
【図 7】



【図8】



【図 9】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 溶接熱影響部にクリープ損傷を生じにくい、長寿命な耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C：0.15%以下、Si：0.5%以下、Mn：0.3～0.8%、Cr：1.9～2.6%、Mo：0.87～1.20%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる母材を熱間加工し、熱処理後、溶接を行う耐熱低合金鋼溶接部材の製造方法において、前記溶接前に、前記熱間加工とは別に、前記母材を1回または複数回焼ならす。

【選択図】 図 8

特願 2 0 0 3 - 3 5 7 5 6 8

出 願 人 履 歷 情 報

識別番号

[ 0 0 0 0 0 3 6 8 7 ]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 1 7 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区内幸町 1 丁目 1 番 3 号

氏 名

東京電力株式会社